

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 2004-009162

(43)Date of publication of application : 15.01.2004

(51)Int.Cl.

B23B 27/14
B23B 51/00
B23C 5/16
C23C 14/06
C23C 14/16

(21)Application number : 2002-162496

(71)Applicant : MITSUBISHI MATERIALS CORP
MITSUBISHI MATERIALS KOBE
TOOLS CORP

(22)Date of filing : 04.06.2002

(72)Inventor : TAKAOKA HIDEMITSU
NAKAMURA KEIJI

(54) CUTTING TOOL MADE OF SURFACE COATED CEMENTED CARBIDE EXERTING
EXCELLENT WEAR RESISTANCE OF HARD COAT LAYER IN HIGH SPEED CUTTING

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a cutting tool made of surface coated cemented carbide exerting excellent wear resistance of a hard coat layer in high speed cutting.

SOLUTION: This cutting tool is constituted of a hard covering layer of 1~15 μ m made of composite nitride of Al, Ti and Zr on which a Ti lowest containing point (point A hereinafter) and a Ti highest containing point (point B hereinafter) are alternately repeatedly exist with a specified interval, Ti content from the point B to the point A and from the point A to the point B has a continuously changing component concentration distributing structure and that the point B satisfies a composition formula: $(Al_{1-(X+Y)}TiXZrY)N$ (but, in an atomic ratio, X shows 0.35~0.60, Y shows 0.01~0.15) and the point A satisfies a composition formula: $(Al_{1-(X+Y)}TiXZrY)N$ (but, in an atomic ratio, X shows 0.05~0.30 and Y shows 0.01~0.15) respectively and that the interval between the adjacent points B and A is 0.01~0.1 μ m.

LEGAL STATUS

[Date of request for examination]

21.04.2005

[Date of sending the examiner's decision of
rejection]

[Kind of final disposal of application other than
the examiner's decision of rejection or
application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's
decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's
decision of rejection]

[Date of extinction of right]

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 公開特許公報(A)

(11) 特許出願公開番号

特開2004-9162

(P2004-9162A)

(43) 公開日 平成16年1月15日(2004.1.15)

(51) Int.Cl. ⁷	F I	テーマコード (参考)
B23B 27/14	B23B 27/14 A	3C037
B23B 51/00	B23B 51/00 J	3C046
B23C 5/16	B23C 5/16	4K029
C23C 14/06	C23C 14/06 A	
C23C 14/16	C23C 14/16 B	

審査請求 未請求 請求項の数 1 O L (全 22 頁)

(21) 出願番号	特願2002-162496 (P2002-162496)	(71) 出願人	000006264 三菱マテリアル株式会社 東京都千代田区大手町1丁目5番1号
(22) 出願日	平成14年6月4日(2002.6.4)	(71) 出願人	596091392 三菱マテリアル神戸ツールズ株式会社 兵庫県明石市魚住町金ヶ崎西大池179-1
		(74) 代理人	100076679 弁理士 富田 和夫
		(74) 代理人	100094824 弁理士 鴨井 久太郎
		(72) 発明者	高岡 秀充 茨城県那珂郡那珂町向山1002-14 三菱マテリアル株式会社総合研究所那珂研究センター内

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 高速切削加工で硬質被覆層がすぐれた耐摩耗性を発揮する表面被覆超硬合金製切削工具

(57) 【要約】 (修正有)

【課題】 高速切削加工で硬質被覆層がすぐれた耐摩耗性を発揮する表面被覆超硬合金製切削工具を提供する。

【解決手段】 WC基超硬合金基体または炭窒化チタン系サーメット基体の表面に、AlとTiとZrの複合窒化物からなる1～15μmの硬質被覆層を、厚さ方向にそって、Ti最低含有点（以下点A）とTi最高含有点（以下点B）とが所定間隔をおいて交互に繰り返して存在し、かつ点Bから点A、点Aから点BへTi含有量が連続的に変化する成分濃度分布構造を有し、さらに、点Bが、組成式： $(Al_{1-(x+y)}Ti_xZr_y)N$ （ただし、原子比で、Xは0.35～0.60、Y：0.01～0.15を示す）、点Aが、組成式： $(Al_{1-(x+y)}Ti_xZr_y)N$ （ただし、原子比で、Xは0.05～0.80、Y：0.01～0.15を示す）、をそれぞれ満足し、かつ隣り合う点Bと点Aの間隔が、0.01～0.1μmである硬質被覆層で構成する。

【選択図】 なし

【特許請求の範囲】

【請求項1】

炭化タングステン基超合金基体または炭窒化チタン系サーメット基体の表面に、 Al と Ti と Zr の複合窒化物からなる硬質被覆層を $1 \sim 15 \mu m$ の全体平均層厚で物理蒸着してなる表面被覆超合金製切削工具において、

上記硬質被覆層が、厚さ方向に於いて、 Ti 最高含有点と Ti 最低含有点とが所定間隔を以て交互に繰り返して存在し、かつ前記 Ti 最高含有点から前記 Ti 最低含有点、前記 Ti 最低含有点から前記 Ti 最高含有点へ Ti 含有量が連続的に変化する成分濃度分布構造を有し、

さらに、上記 Ti 最高含有点の組成式： $(Al_{1-(x+y)}Ti_xZr_y)N$ （ただし、原子比で、 x は $0.35 \sim 0.60$ 、 y ： $0.01 \sim 0.15$ を示す）、

上記 Ti 最低含有点の組成式： $(Al_{1-(x+y)}Ti_xZr_y)N$ （ただし、原子比で、 x は $0.05 \sim 0.30$ 、 y ： $0.01 \sim 0.15$ を示す）、

をそれぞれ満足し、かつ隣り合う上記 Ti 最高含有点と Ti 最低含有点の間隔が、 $0.01 \sim 0.1 \mu m$ であること、

を特徴とする高速切削加工で硬質被覆層がすぐれた耐摩耗性を発揮する表面被覆超合金製切削工具。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】

この発明は、硬質被覆層が一段とすぐれた高温硬さおよび耐熱性を有し、したがって特に各種の鋼や鋳鉄などの高熱発生を伴う高速切削加工で、すぐれた耐摩耗性を発揮する表面被覆超合金製切削工具（以下、被覆超硬工具という）に関するものである。

【0002】

【従来の技術】

一般に、被覆超硬工具には、各種の鋼や鋳鉄などの被削材の旋削加工や平削り加工にバイトの先端部に着脱自在に取り付けて用いられるスローアウェイチップ、前記被削材の穴あけ切削加工などに用いられるドリルやミニチュアドリル、さらに前記被削材の面削加工や溝加工、肩加工などに用いられるソリッドタイプのエンドミルなどがあり、また前記スローアウェイチップを着脱自在に取り付けて前記ソリッドタイプのエンドミルと同様に切削加工を行うスローアウェイエンドミル工具などが知られている。

【0003】

また、被覆超硬工具として、炭化タングステン（以下、 WC で示す）基超合金または炭窒化チタン（以下、 $TiCN$ で示す）基サーメットからなる基体（以下、これらを総称して超硬基体と云う）の表面に、組成式： $(Al_{1-(x+y)}Ti_xZr_y)N$ （ただし、原子比で、 x は $0.35 \sim 0.60$ 、 y ： $0.01 \sim 0.15$ を示す）を満足する Al と Ti と Zr の複合窒化物〔以下、 $(Al, Ti, Zr)N$ で示す〕層からなる硬質被覆層を $1 \sim 15 \mu m$ の平均層厚で物理蒸着してなる被覆超硬工具が知られており、これが各種の鋼や鋳鉄などの連続切削や断続切削加工に用いられることも良く知られるところである。

【0004】

さらに、上記の被覆超硬工具が、例えば図2に概略説明図で示される物理蒸着装置の1種であるアークイオンプレーティング装置に上記の超硬基体を装入し、ヒータで装置内を、例えば $400^\circ C$ の温度に加熱した状態で、アノード電極と所定組成を有する $Al-Ti-Zr$ 合金がセットされたカソード電極（蒸発源）との間に、例えば電流： $90 A$ の条件でアーク放電を発生させ、同時に装置内に反応ガスとして窒素ガスを導入して、例えば $2 Pa$ の反応雰囲気とし、一方上記超硬基体には、例えば $-100 V$ のバイアス電圧を印加した条件で、前記超合金基体の表面に、上記 $(Al, Ti, Zr)N$ 層からなる硬質被覆層を蒸着することにより製造されることも知られている。

【0005】

10

20

30

40

50

【発明が解決しようとする課題】

近年の切削加工装置の高性能化はめざましく、一方で切削加工に対する省力化および省エネ化、さらに低コスト化の要求は強く、これに伴い、切削加工は高速化の傾向にあるが、上記の従来被覆超硬工具においては、これを通常の切削加工条件で用いた場合には問題はないが、これを高い発熱を伴う高速切削条件で用いた場合には、硬質被覆層が高強度と高靱性を具備するものの、高温硬さおよび耐熱性が不十分であるため、硬質被覆層の摩耗進行が促進され、比較的短時間で使用寿命に至るのが現状である。

【0006】

【課題を解決するための手段】

そこで、本発明者等は、上述のような観点から、特に高速切削加工ですぐれた耐摩耗性を発揮する被覆超硬工具を開発すべく、上記の従来被覆超硬工具を構成する硬質被覆層に着目し、研究を行った結果、

(a) 上記の図2に示されるアークイオンプレーティング装置を用いて形成された従来被覆超硬工具を構成する(AI, Ti, Zr)N層は、層厚全体に亘って均質な高温硬さと耐熱性、強度と靱性、さらに高温強度を有するが、例えば図1(a)に概略平面図で、同(b)に概略正面図で示される構造のアークイオンプレーティング装置、すなわち装置中央部に超硬基体装着用回転テーブルを設け、前記回転テーブルを挟んで、一方側に上記の従来(AI, Ti, Zr)N層の形成にカソード電極(蒸発源)として用いられたAI-Ti-Zr合金に相当する相対的にTi含有量の高いAI-Ti-Zr合金、他方側に相対的にTi含有量の低いAI-Ti-Zr合金をいずれもカソード電極(蒸発源)として対向配置したアークイオンプレーティング装置を用い、この装置の前記回転テーブルの外周部に沿って複数の超硬基体をリング状に装着し、この状態で装置内雰囲気を窒素雰囲気として前記回転テーブルを回転させると共に、蒸着形成される硬質被覆層の層厚均一化を図る目的で超硬基体自体も自転させながら、前記の両側のカソード電極(蒸発源)とアノード電極との間にアーク放電を発生させて、前記超硬基体の表面に(AI, Ti, Zr)N層を形成すると、この結果の(AI, Ti, Zr)N層においては、回転テーブル上にリング状に配置された前記超硬基体が上記の一方側の相対的にTi含有量の高いAI-Ti-Zr合金のカソード電極(蒸発源)に最も接近した時点で層中にTi最高含有点が形成され、また前記超硬基体が上記の他方側の相対的にTi含有量の低いAI-Ti-Zr合金のカソード電極に最も接近した時点で層中にTi最低含有点が形成され、上記回転テーブルの回転によって層中には厚さ方向に亘って前記Ti最高含有点とTi最低含有点が所定間隔をもって交互に繰り返して現れると共に、前記Ti最高含有点から前記Ti最低含有点、前記Ti最低含有点から前記Ti最高含有点へTi含有量が連続的に変化する成分濃度分布構造をもつようになること。

【0007】

(b) 上記(a)の繰り返して連続変成分濃度分布構造の(AI, Ti, Zr)N層において、例えば対向配置のカソード電極(蒸発源)のそれぞれの組成を調製すると共に、超硬基体が装着されている回転テーブルの回転速度を制御して、

上記Ti最高含有点が、組成式： $(Al_{1-(x+y)}Ti_xZr_y)N$ (ただし、原子比で、Xは0.35~0.60、Y:0.01~0.15を示す)、

上記Ti最低含有点が、組成式： $(Al_{1-(x+y)}Ti_xZr_y)N$ (ただし、原子比で、Xは0.05~0.30、Y:0.01~0.15を示す)、

をそれぞれ満足し、かつ隣り合う上記Ti最高含有点とTi最低含有点の厚さ方向の間隔を0.01~0.1μmとすると、

上記Ti最低含有点部分では、上記の従来(AI, Ti, Zr)N層に比してAl含有量が相対的に高くなることから、より一段とすぐれた高温硬さと耐熱性を示し、一方上記Ti最高含有点部分は、前記従来(AI, Ti, Zr)N層と同等の組成、すなわち前記Ti最低含有点部分に比して相対的にAl含有量が低く、Ti含有量の高い組成をもつので、高強度と高靱性を保持し、かつこれらTi最高含有点とTi最低含有点の間隔をきわめて小さくしたことから、層全体の特性として高強度と高靱性を保持し、かつZrによる高

10

20

30

40

50

温強度も保持した状態ですぐれた高温硬さと耐熱性を具備するようになり、したがって、硬質被覆層がかかる構成の(AI, Ti, Zr)N層からなる被覆超硬工具は、高い発熱を伴う鋼や鋳鉄などの高速切削加工ですぐれた耐摩耗性を発揮するようになること。

以上(a)および(b)に示される研究結果を得たのである。

【0008】

この発明は、上記の研究結果に基づいてなされたものであって、超硬基体の表面に、(AI, Ti, Zr)Nからなる硬質被覆層を1~15μmの全体平均層厚で物理蒸着してなる被覆超硬工具において、

上記硬質被覆層が、厚さ方向に於いて、Ti最高含有点とTi最低含有点とが所定間隔を
おいて交互に繰り返して存在し、かつ前記Ti最高含有点から前記Ti最低含有点、前記Ti
最低含有点から前記Ti最高含有点へTi含有量が連続的に変化する成分濃度分布構造
を有し、

さらに、上記Ti最高含有点が、組成式： $(Al_{1-(x+y)}Ti_xZr_y)N$ （ただし、原子比で、Xは0.35~0.60、Y:0.01~0.15を示す）、

上記Ti最低含有点が、組成式： $(Al_{1-(x+y)}Ti_xZr_y)N$ （ただし、原子比で、Xは0.05~0.80、Y:0.01~0.15を示す）、

をそれぞれ満足し、かつ隣り合う上記Ti最高含有点とTi最低含有点の間隔が、0.01~0.1μmである、

高速切削加工で硬質被覆層がすぐれた耐摩耗性を発揮する被覆超硬工具に特徴を有するものである。

【0009】

つぎに、この発明の被覆超硬工具において、これを構成する硬質被覆層の構成を上記の通りに限定した理由を説明する。

(a) Ti最低含有点の組成

Ti最低含有点の(AI, Ti, Zr)NにおけるAI成分は高温硬さおよび耐熱性を向上させ、一方同Ti成分は、強度および靱性を向上させ、さらに同Zr成分は層の高温強度を一段と向上させる作用があるので、前記Ti最低含有点では相対的にTi含有量を低くし、AI含有量を高くして、高熱発生を伴う高速切削に適應するすぐれた高温硬さと耐熱性を具備するようにしたものであるが、Tiの割合を示すX値がAIとZrの合量に占める割合(原子比)で0.05未満になると、相対的にAIの割合が多くなり過ぎて、高強度および高靱性を有するTi最高含有点が隣接して存在しても層自体の強度および靱性の低下は避けられず、この結果チッピングなどが発生し易くなり、一方Tiの割合を示すX値が同0.80を越えると、相対的にAIの割合が少なくなり過ぎて、高速切削に要求されるすぐれた高温硬さおよび耐熱性を確保することができなくなるものであり、またZrの割合を示すY値がAIとTiの合量に占める割合(原子比)で0.01未満では所望の高温強度を確保することができず、この結果チッピングが発生し易くなり、一方同Y値が0.15を超えても、所望の高温強度を確保することが困難になることから、X値を0.05~0.80、Y値を0.01~0.15とそれぞれ定めた。

【0010】

(b) Ti最高含有点の組成

上記の通りTi最低含有点は高温硬さおよび耐熱性のすぐれたものであるが、反面強度および靱性の劣るものであるため、このTi最低含有点の強度および靱性不足を補う目的で、上記の従来(AI, Ti, Zr)N層と同等の組成、すなわち相対的にTi含有割合が高く、一方AI含有量が低く、これによって高強度および高靱性を有するようになるTi最高含有点を厚さ方向に交互に介在させるものであり、したがってTiの割合を示すX値がAIおよびZr成分との合量に占める割合(原子比)で0.35未満では、所望のすぐれた強度および靱性を確保することができず、一方同X値が0.60を越えると、AIに対するTiの割合が多くなり過ぎて、Ti最高含有点に所望の高温硬さおよび耐熱性を具備せしめることができなくなることから、Ti最高含有点でのTiの割合を示すX値を0.35~0.60と定めた。

また、Ti最高含有点におけるZr成分は、上記の通り高温強度を向上させ、もって耐チップング性の向上に寄与する作用をもつものであり、したがってY値が0.01未満では所望の高温強度向上効果が得られず、一方Y値が0.15を超えても、所望の高温強度を確保することが困難になることから、Y値を0.01～0.15と定めた。

【0011】

(c) Ti最低含有点とTi最高含有点間の間隔

その間隔が0.01μm未満ではそれぞれの点を上記の組成で明確に形成することが困難であり、この結果層に所望のすぐれた高温硬さと耐熱性、さらに高強度と高靱性を確保することができなくなり、またその間隔が0.1μmを越えるとそれぞれの点をもつ欠点、すなわちTi最低含有点であれば強度および靱性不足、Ti最高含有点であれば高温硬さと耐熱性不足が層内に局部的に現れ、これが原因で切刃にチップングが発生し易くなったり、摩耗進行が促進されるようになることから、その間隔を0.01～0.1μmと定めた。

【0012】

(d) 硬質被覆層の全体平均層厚

その層厚が1μm未満では、所望の耐摩耗性を確保することができず、一方その平均層厚が15μmを越えると、切刃にチップングが発生し易くなることから、その平均層厚を1～15μmと定めた。

【0013】

【発明の実施の形態】

つぎに、この発明の被覆超硬工具を実施例により具体的に説明する。

(実施例1)

原料粉末として、いずれも1～8μmの平均粒径を有するWC粉末、TiC粉末、VC粉末、TaC粉末、NbC粉末、Cr₃C₂粉末、およびCo粉末を用意し、これら原料粉末を、表1に示される配合組成に配合し、ボールミルで72時間湿式混合し、乾燥した後、100MPaの圧力で圧粉体にプレス成形し、この圧粉体を6Paの真空中、温度：1410℃に1時間保持の条件で焼結し、焼結後、切刃部分にR：0.08のホーニング加工を施してISO規格・CNMG120408のチップ形状をもったWC基超硬合金製の超硬基体A1～A10を形成した。

【0014】

また、原料粉末として、いずれも0.5～2μmの平均粒径を有するTiCN（重量比でTiC/TiN=50/50）粉末、Mo₂C粉末、ZrC粉末、NbC粉末、TaC粉末、WC粉末、Co粉末、およびNi粉末を用意し、これら原料粉末を、表2に示される配合組成に配合し、ボールミルで24時間湿式混合し、乾燥した後、100MPaの圧力で圧粉体にプレス成形し、この圧粉体を2kPaの窒素雰囲気中、温度：1510℃に1時間保持の条件で焼結し、焼結後、切刃部分にR：0.08のホーニング加工を施してISO規格・CNMG120408のチップ形状をもったTiCN系サーメット製の超硬基体B1～B6を形成した。

【0015】

ついで、上記の超硬基体A1～A10およびB1～B6のそれぞれを、アセトン中で超音波洗浄し、乾燥した状態で、図1に示されるアークイオンレーティング装置内の回転テーブル上に外周部にそって装着し、一方側のカソード電極（蒸発源）として、種々の成分組成をもったTi最低含有点形成用A1～Ti-Zr合金、他方側のカソード電極（蒸発源）として、種々の成分組成をもったTi最高含有点形成用A1～Ti-Zr合金を前記回転テーブルを挟んで対向配置し、またポンパート洗浄用金属Tiも装着し、まず装置内を排気して0.5Pa以下の真空中に保持しながら、ヒーターで装置内を500℃に加熱した後、前記回転テーブル上で自転しながら回転する超硬基体に-1000Vの直流バイアス電圧を印加し、かつカソード電極の前記金属Tiとアノード電極との間に100Aの電流を流してアーク放電を発生させ、もって超硬基体表面をTiポンパート洗浄し、ついで装置内に反応ガスとして窒素ガスを導入して3Paの反応雰囲気とすると共に、前記回転

テーブル上で自転しながら回転する超硬基体に -50 V の直流バイアス電圧を印加し、かつそれぞれのカソード電極（前記 T 最低含有点形成用 A — T — Zr 合金および T 最高含有点形成用 A — T — Zr 合金）とアノード電極との間に 150 A の電流を流してアーク放電を発生させ、もって前記超硬基体の表面に、厚さ方向に沿って表3、4に示される目標組成の T 最低含有点と T 最高含有点とが交互に同じく表3、4に示される目標間隔で繰り返して存在し、かつ前記 T 最高含有点から前記 T 最低含有点、前記 T 最低含有点から前記 T 最高含有点へ T 含有量が連続的に変化する成分濃度分布構造を有し、かつ同じく表3、4に示される目標全体層厚の硬質被覆層を蒸着することにより、本発明被覆超硬工具としての本発明表面被覆超硬合金製スローアウェイチップ（以下、本発明被覆超硬チップと云う）1～16をそれぞれ製造した。

10

【0016】

また、比較の目的で、これら超硬基体 $\text{A}1\sim\text{A}10$ および $\text{B}1\sim\text{B}6$ を、アセトン中で超音波洗浄し、乾燥した状態で、それぞれ図2に示される通常のアークイオンプレーティング装置に装入し、カソード電極（蒸発源）として種々の成分組成をもった A — T — Zr 合金を装着し、またポンパート洗浄用金属 T も装着し、まず、装置内を排気して 0.5 Pa 以下の真空中に保持しながら、ヒーターで装置内を 400°C に加熱した後、前記超硬基体に -1000 V の直流バイアス電圧を印加し、かつカソード電極の前記金属 T とアノード電極との間に 100 A の電流を流してアーク放電を発生させ、もって超硬基体表面を T ポンパート洗浄し、ついで装置内に反応ガスとして窒素ガスを導入して 2 Pa の反応雰囲気とすると共に、前記超硬基体に印加するバイアス電圧を -100 V に下げて、前記カソード電極とアノード電極との間にアーク放電を発生させ、もって前記超硬基体 $\text{A}1\sim\text{A}10$ および $\text{B}1\sim\text{B}6$ のそれぞれの表面に、表5、6に示される目標組成および目標層厚を有し、かつ層厚方向に沿って実質的に組成変化のない（ A 、 T 、 Zr ） N 層からなる硬質被覆層を蒸着することにより、従来被覆超硬工具としての従来表面被覆超硬合金製スローアウェイチップ（以下、従来被覆超硬チップと云う）1～16をそれぞれ製造した。

20

【0017】

つぎに、上記本発明被覆超硬チップ1～16および従来被覆超硬チップ1～16について、これを工具鋼製バイトの先端部に固定治具にてネジ止めした状態で、

被削材：JIS・S10Cの丸棒、

30

切削速度： 370 m/min 、

切り込み： 1.1 mm 、

送り： 0.22 mm/rev 、

切削時間：5分、

の条件での炭素鋼の乾式高速連続旋削加工試験、

被削材：JIS・SCM440の長さ方向等間隔4本縦溝入り丸棒、

切削速度： 320 m/min 、

切り込み： 2.5 mm 、

送り： 0.25 mm/rev 、

切削時間：5分、

40

の条件での合金鋼の乾式高速断続旋削加工試験、さらに、

被削材：JIS・FC250の長さ方向等間隔4本縦溝入り丸棒、

切削速度： 350 m/min 、

切り込み： 3 mm 、

送り： 0.25 mm/rev 、

切削時間：8分、

の条件での鋳鉄の乾式高速断続旋削加工試験を行い、いずれの旋削加工試験でも切刃の逃げ面摩耗幅を測定した。この測定結果を表7に示した。

【0018】

【表1】

50

種 別	配 合 組 成 (質量%)						
	Co	TiC	TaC	NbC	VC	Cr3C2	WC
A-1	5	1	—	1	—	—	残
A-2	6	—	0.5	1.5	—	—	残
A-3	6.3	—	—	—	—	0.3	残
A-4	7	0.4	—	1	—	—	残
A-5	8	—	—	—	0.4	0.3	残
A-6	8.5	8	—	7	—	—	残
A-7	9	—	1	—	—	0.5	残
A-8	10.5	5	—	2.5	—	—	残
A-9	12	—	—	—	1	0.8	残
A-10	11	—	—	—	—	0.7	残

超 硬 基 体 (チップ)

【 0 0 1 9 】
【 表 2 】

10

20

30

種 別	配 合 組 成 (質量%)							
	Co	Ni	ZrC	TaC	NbC	Mo ₂ C	WC	TiCN
B-1	13	4	—	10	—	10	16	残
B-2	6	6	—	5	—	7.5	—	残
B-3	5	1	—	—	—	6	10	残
B-4	11	6	—	11	2	—	—	残
B-5	7	5	1	8	—	10	10	残
B-6	12	4.5	—	10	—	9.5	14.5	残

超硬基体 (チップ)

【 0 0 2 0 】
【 表 8 】

10

20

30

種別	超硬 基体 記号	硬質被覆層											
		Ti最高含有点					Ti最低含有点					両点間 の目標 間隔 (μm)	目標 全体 層厚 (μm)
		目標組成(原子比)					目標組成(原子比)						
		Al	Ti	Zr	N	Al	Ti	Zr	N				
1	A-1	0.64	0.35	0.01	1.00	0.60	0.30	0.10	1.00	1.00	0.08	15	
2	A-2	0.50	0.45	0.05	1.00	0.74	0.25	0.01	1.00	1.00	0.03	3	
3	A-3	0.35	0.55	0.10	1.00	0.65	0.20	0.15	1.00	1.00	0.05	11	
4	A-4	0.45	0.40	0.15	1.00	0.80	0.15	0.05	1.00	1.00	0.10	7	
5	A-5	0.49	0.50	0.01	1.00	0.80	0.10	0.10	1.00	1.00	0.02	12	
6	A-6	0.35	0.60	0.05	1.00	0.94	0.05	0.01	1.00	1.00	0.07	1	
7	A-7	0.50	0.40	0.10	1.00	0.70	0.15	0.15	1.00	1.00	0.04	4	
8	A-8	0.40	0.45	0.15	1.00	0.70	0.25	0.05	1.00	1.00	0.09	9	
9	A-9	0.40	0.50	0.10	1.00	0.80	0.10	0.10	1.00	1.00	0.01	5	
10	A-10	0.40	0.55	0.05	1.00	0.75	0.20	0.05	1.00	1.00	0.06	6	

本発明被覆超硬チップ

本発明被覆超硬チップ

【0021】

【表4】

10

20

30

40

種別	超硬 基体 記号	硬 質 被 覆 層											
		Ti最高含有点					Ti最低含有点					両点間 の目標 間隔 (μm)	目標 全体 層厚 (μm)
		目標組成(原子比)					目標組成(原子比)						
		Al	Ti	Zr	N		Al	Ti	Zr	N			
		11	B-1	0.54	0.45	0.01	1.00	0.75	0.15	0.10	1.00		
12	B-2	0.45	0.50	0.05	1.00	0.80	0.05	0.15	1.00	0.08	1		
13	B-3	0.35	0.55	0.10	1.00	0.65	0.30	0.05	1.00	0.02	6		
14	B-4	0.25	0.60	0.15	1.00	0.74	0.25	0.01	1.00	0.04	8		
15	B-5	0.55	0.35	0.10	1.00	0.75	0.20	0.05	1.00	0.10	10		
16	B-6	0.55	0.40	0.05	1.00	0.75	0.10	0.15	1.00	0.06	15		
本 発 明 被 覆 超 硬 チ ャ ッ プ													

本発明被覆超硬チップ

【0022】

【表5】

10

20

30

40

種別	超硬 基体 記号	硬質被覆層					目標 層厚 (μm)
		目標組成(原子比)					
		Al	Ti	Zr	N		
従来被覆超硬チップ	1	A-1	0.64	0.35	0.01	1.00	15
	2	A-2	0.50	0.45	0.05	1.00	3
	3	A-3	0.35	0.55	0.10	1.00	11
	4	A-4	0.45	0.40	0.15	1.00	7
	5	A-5	0.49	0.50	0.01	1.00	12
	6	A-6	0.35	0.60	0.05	1.00	1
	7	A-7	0.50	0.40	0.10	1.00	4
	8	A-8	0.40	0.45	0.15	1.00	9
	9	A-9	0.40	0.50	0.10	1.00	5
	10	A-10	0.40	0.55	0.05	1.00	6

【0028】

【表6】

種別	超硬 基体 記号	硬質被覆層					
		目標組成(原子比)				目標 層厚 (μm)	
		Al	Ti	Zr	N		
従来被覆超硬チップ	11	B-1	0.54	0.45	0.01	1.00	4
	12	B-2	0.45	0.50	0.05	1.00	1
	13	B-3	0.35	0.55	0.10	1.00	6
	14	B-4	0.25	0.60	0.15	1.00	8
	15	B-5	0.55	0.35	0.10	1.00	10
	16	B-6	0.55	0.40	0.05	1.00	15

【 0 0 2 4 】

【 表 7 】

種 別		逃げ面摩耗幅(mm)			種 別		逃げ面摩耗幅(mm)		
		炭素鋼 の高速 連続	合金鋼 の高速 断続	鋳鉄 の高速 断続			炭素鋼 の高速 連続	合金鋼 の高速 断続	鋳鉄 の高速 断続
本 発 明 被 覆 超 硬 チ ツ プ	1	0.15	0.12	0.11	従 来 被 覆 超 硬 チ ツ プ	1	0.51	0.53	0.52
	2	0.24	0.22	0.22		2	0.80	0.81	0.80
	3	0.18	0.17	0.16		3	0.58	0.59	0.57
	4	0.21	0.19	0.18		4	0.66	0.65	0.64
	5	0.17	0.15	0.14		5	0.54	0.56	0.55
	6	0.26	0.24	0.23		6	0.83	0.81	0.82
	7	0.24	0.23	0.22		7	0.76	0.77	0.74
	8	0.20	0.18	0.18		8	0.62	0.63	0.61
	9	0.22	0.20	0.19		9	0.72	0.73	0.70
	10	0.21	0.19	0.19		10	0.71	0.70	0.69
	11	0.23	0.20	0.20		11	0.75	0.73	0.74
	12	0.25	0.24	0.23		12	0.82	0.80	0.82
	13	0.20	0.18	0.18		13	0.69	0.70	0.68
	14	0.20	0.18	0.17		14	0.66	0.65	0.64
	15	0.19	0.17	0.15		15	0.57	0.56	0.55
	16	0.14	0.11	0.11		16	0.52	0.54	0.53

【0025】

(実施例2)

原料粉末として、平均粒径：5.5 μ mを有する中粗粒WC粉末、同0.8 μ mの微粒WC粉末、同1.8 μ mのTaC粉末、同1.2 μ mのNbC粉末、同1.2 μ mのZrC粉末、同2.8 μ mのCr₃C₂粉末、同1.5 μ mのVC粉末、同1.0 μ mの(Ti, W)C粉末、および同1.8 μ mのCo粉末を用意し、これら原料粉末をそれぞれ表8に示される配合組成に配合し、さらにワックスを加えてアセトン中で48時間ボールミル混合し、減圧乾燥した後、100MPaの圧力で所定形状の各種の圧粉体にプレス成形し、これらの圧粉体を、6Paの真空雰囲気中、7℃/分の昇温速度で1370～1470℃の範囲内の所定の温度に昇温し、この温度に1時間保持後、炉冷の条件で焼結して、直径が8mm、13mm、および26mmの3種の超硬基体形成用丸棒焼結体を形成し、さらに前記の3種の丸棒焼結体から、研削加工にて、表8に示される組合せで、切刃部の直径×長さがそれぞれ6mm×13mm、10mm×22mm、および20mm×45mmの寸法、並びにいずれにもねじれ角：30度の4枚刃スクエア形状をもった超硬基体（エン

10

20

30

40

50

ドミル) C-1~C-8をそれぞれ製造した。

【0026】

ついで、これらの超硬基体(エンドミル) C-1~C-8の表面をアセトン中で超音波洗浄し、乾燥した状態で、同じく図1に示されるアーキオンフレーティング装置に装入し、上記実施例1と同一の条件で、厚さ方向に沿って表9に示される目標組成のTi最低含有点とTi最高含有点とが交互に同じく表9に示される目標間隔で繰り返して存在し、かつ前記Ti最高含有点から前記Ti最低含有点、前記Ti最低含有点から前記Ti最高含有点へTi含有量が連続的に変化する成分濃度分布構造を有し、かつ同じく表9に示される目標全体層厚の硬質被覆層を蒸着することにより、本発明被覆超硬工具としての本発明表面被覆超硬合金製エンドミル(以下、本発明被覆超硬エンドミルと云う) 1~8をそれぞれ製造した。

10

【0027】

また、比較の目的で、上記の超硬基体(エンドミル) C-1~C-8の表面をアセトン中で超音波洗浄し、乾燥した状態で、同じく図2に示される通常のアーキオンフレーティング装置に装入し、上記実施例1と同一の条件で、表10に示される目標組成および目標層厚を有し、かつ層厚方向に沿って実質的に組成変化のない(Al, Ti, Zr) N層からなる硬質被覆層を蒸着することにより、従来被覆超硬工具としての従来表面被覆超硬合金製エンドミル(以下、従来被覆超硬エンドミルと云う) 1~8をそれぞれ製造した。

【0028】

つぎに、上記本発明被覆超硬エンドミル1~8および従来被覆超硬エンドミル1~8のうち、本発明被覆超硬エンドミル1~3および従来被覆超硬エンドミル1~3については、
被削材：平面寸法：100mm×250mm、厚さ：50mmのJIS・S20Cの板材

20

、
切削速度：285m/min、

軸方向切り込み：5mm、

径方向切り込み：0.2mm、

テーブル送り：200mm/分、

の条件での炭素鋼の湿式高速側面切削加工試験、本発明被覆超硬エンドミル4~6および従来被覆超硬エンドミル4~6については、

被削材：平面寸法：100mm×250mm、厚さ：50mmのJIS・SCM440の
板材、

30

切削速度：270m/min、

軸方向切り込み：7.5mm、

径方向切り込み：0.3mm、

テーブル送り：220mm/分、

の条件での合金鋼の湿式高速側面切削加工試験、本発明被覆超硬エンドミル7, 8および従来被覆超硬エンドミル7, 8については、

被削材：平面寸法：100mm×250mm、厚さ：50mmのJIS・FC250の
板材、

切削速度：305m/min、

軸方向切り込み：15mm、

径方向切り込み：0.4mm、

テーブル送り：110mm/分、

の条件での鋳鉄の湿式高速側面切削加工試験をそれぞれ行い、いずれの側面切削加工試験(いずれの試験も水溶性切削油使用)でも切刃部の外周刃の逃げ面摩耗幅が使用寿命の目安とされる0.1mmに至るまでの切削長を測定した。この測定結果を表9、10にそれぞれ示した。

40

【0029】

【表8】

種 別	配 合 組 成 (質 量 %)							切刃部の直径 ×長さ(mm)
	Co	(Ti, W)C	TaC	NbC	ZrC	Cr ₃ C ₂	VC	WC
C-1	12	—	—	—	—	0.8	—	微粒:残
C-2	10	—	—	—	—	0.4	0.4	微粒:残
C-3	9	10	1	7	—	—	—	中粗粒:残
C-4	10	—	—	—	—	0.5	—	微粒:残
C-5	9	8	10	1	—	—	—	中粗粒:残
C-6	6	—	1	—	—	—	—	微粒:残
C-7	11	—	—	—	—	1	—	微粒:残
C-8	8	5	5	5	5	—	—	中粗粒:残

超硬基体 (H₂DMC)

【 0 0 8 0 】

【 表 9 】

10

20

30

40

種別	超硬 基体 記号	硬質被覆層											切削長 (m)
		Ti最高含有点				Ti最低含有点				両点間 の目標 間隔 (μ m)	目標 全体 層厚 (μ m)		
		目標組成(原子比)				目標組成(原子比)							
		Al	Ti	Zr	N	Al	Ti	Zr	N				
		1	C-1	0.30	0.55	0.15	1.00	0.70	0.25			0.05	
2	C-2	0.45	0.45	0.10	1.00	0.75	0.15	0.10	1.00	0.08	8	83	
3	C-3	0.64	0.35	0.01	1.00	0.80	0.05	0.15	1.00	0.02	3	54	
4	C-4	0.30	0.60	0.10	1.00	0.69	0.30	0.01	1.00	0.04	2	48	
5	C-5	0.35	0.55	0.10	1.00	0.70	0.20	0.10	1.00	0.03	10	89	
6	C-6	0.55	0.40	0.05	1.00	0.80	0.05	0.15	1.00	0.06	4	61	
7	C-7	0.50	0.45	0.05	1.00	0.84	0.15	0.01	1.00	0.07	7	113	
8	C-8	0.35	0.55	0.10	1.00	0.70	0.25	0.05	1.00	0.10	6	106	
本発明被覆超硬エンドミル													

本発明被覆超硬工ハドミル

【0081】

【表10】

10

20

30

40

種別	超硬 基体 記号	硬質被覆層					切削長 (m)
		目標組成(原子比)			目標 層厚 (μm)		
		Al	Ti	Zr			
						N	
1	C-1	0.30	0.55	0.15	1.00	1	13.3
2	C-2	0.45	0.45	0.10	1.00	8	18.3
3	C-3	0.64	0.35	0.01	1.00	3	14.5
4	C-4	0.30	0.60	0.10	1.00	2	11.2
5	C-5	0.35	0.55	0.10	1.00	10	21.3
6	C-6	0.55	0.40	0.05	1.00	4	14.6
7	C-7	0.50	0.45	0.05	1.00	7	32.7
8	C-8	0.35	0.55	0.10	1.00	6	28.9
従来被覆超硬工具用							

【0032】

(実施例3)

上記の実施例2で製造した直径が8mm(超硬基体C-1~C-3形成用)、18mm(超硬基体C-4~C-6形成用)、および26mm(超硬基体C-7、C-8形成用)の3種の丸棒焼結体を用い、この3種の丸棒焼結体から、研削加工にて、溝形成部の直径×長さがそれぞれ4mm×18mm(超硬基体D-1~D-3)、8mm×22mm(超硬基体D-4~D-6)、および16mm×45mm(超硬基体D-7、D-8)の寸法、並びにいずれもねじれ角:30度の2枚刃形状をもった超硬基体(ドリル)D-1~D-8をそれぞれ製造した。

【0033】

ついで、これらの超硬基体(ドリル)D-1~D-8の切刃に、ホーニングを施し、アセトン中で超音波洗浄し、乾燥した状態で、同じく図1に示されるアーキオンプレーティング装置に装入し、上記実施例1と同一の条件で、層厚方向に沿って表11に示される目標組成のTi最低含有点とTi最高含有点とが交互に同じく表11に示される目標間隔を繰り返して存在し、かつ前記Ti最高含有点から前記Ti最低含有点、前記Ti最低含有点から前記Ti最高含有点へTi含有量が連続的に変化する成分濃度分布構造を有し、かつ同じく表11に示される目標全体層厚の硬質被覆層を蒸着することにより、本発明被覆超硬工具としての本発明表面被覆超硬合金製ドリル(以下、本発明被覆超硬ドリルと云う)1~8をそれぞれ製造した。

【0034】

10

20

30

40

50

また、比較の目的で、上記の超硬基体（ドリル）D-1～D-8の表面に、ホーニングを施し、アセトン中で超音波洗浄し、乾燥した状態で、同じく図2に示される通常のアークイオンプレーティング装置に装入し、上記実施例1と同一の条件で、表12に示される目標組成および目標層厚を有し、かつ厚さ方向に沿って実質的に組成変化のない（Al、Ti、Zr）N層からなる硬質被覆層を蒸着することにより、従来被覆超硬工具としての従来表面被覆超硬合金製ドリル（以下、従来被覆超硬ドリルと云う）1～8をそれぞれ製造した。

【0035】

つぎに、上記本発明被覆超硬ドリル1～8および従来被覆超硬ドリル1～8のうち、本発明被覆超硬ドリル1～3および従来被覆超硬ドリル1～3については、

10

被削材：平面寸法：100mm×250mm厚さ：50mmのJIS・S20Cの板材、

切削速度：180m/min、

送り：0.2mm/rev、

穴深さ：10mm

の条件での炭素鋼の湿式高速穴あけ切削加工試験、本発明被覆超硬ドリル4～6および従来被覆超硬ドリル4～6については、

被削材：平面寸法：100mm×250mm、厚さ：50mmのJIS・SCM440の板材、

切削速度：185m/min、

送り：0.21mm/rev、

20

穴深さ：15mm

の条件での合金鋼の湿式高速穴あけ切削加工試験、本発明被覆超硬ドリル7、8および従来被覆超硬ドリル7、8については、

被削材：平面寸法：100mm×250mm、厚さ：50mmのJIS・FC250の板材、

切削速度：225m/min、

送り：0.25mm/rev、

穴深さ：30mm

の条件での鋳鉄の湿式高速穴あけ切削加工試験、をそれぞれ行い、いずれの湿式高速穴あけ切削加工試験（水溶性切削油使用）でも先端切刃面の逃げ面摩耗幅が0.3mmに至るまでの穴あけ加工数を測定した。この測定結果を表11、12にそれぞれ示した。

30

【0036】

【表11】

種別	超硬 基体 記号	硬 質 被 覆 層										穴あけ 加工数 (穴)	
		Ti最高含有点					Ti最低含有点						
		目標組成(原子比)					目標組成(原子比)						
		Al		Ti	Zr	N	Al		Ti	Zr	N		
		両点間 の目標 間隔 (μm)	目標 全体 層厚 (μm)										
1	D-1	0.50	0.35	0.15	1.00	0.85	0.10	0.05	1.00	0.06	11	1854	
2	D-2	0.45	0.45	0.10	1.00	0.75	0.15	0.10	1.00	0.02	5	1542	
3	D-3	0.44	0.55	0.01	1.00	0.55	0.30	0.15	1.00	0.01	15	2106	
4	D-4	0.55	0.40	0.05	1.00	0.89	0.10	0.01	1.00	0.10	7	1693	
5	D-5	0.40	0.50	0.10	1.00	0.75	0.20	0.05	1.00	0.03	13	2011	
6	D-6	0.25	0.60	0.15	1.00	0.85	0.05	0.10	1.00	0.07	9	1735	
7	D-7	0.60	0.35	0.05	1.00	0.60	0.25	0.15	1.00	0.05	10	2231	
8	D-8	0.30	0.60	0.10	1.00	0.85	0.10	0.05	1.00	0.09	6	1735	
本 発 明 被 覆 超 硬 ド リ ル													

本発明被覆超硬ドリル

【0037】

【表12】

10

20

30

40

種別	超硬 基体 記号	硬質被覆層						穴あけ 加工数 (穴)
		目標組成(原子比)				目標 層厚 (μm)		
		Al	Ti	Zr	N			
1	D-1	0.50	0.35	0.15	1.00	11	465	
2	D-2	0.45	0.45	0.10	1.00	5	385	
3	D-3	0.44	0.55	0.01	1.00	15	503	
4	D-4	0.55	0.40	0.05	1.00	7	413	
5	D-5	0.40	0.50	0.10	1.00	13	503	
6	D-6	0.25	0.60	0.15	1.00	9	435	
7	D-7	0.60	0.35	0.05	1.00	10	561	
8	D-8	0.30	0.60	0.10	1.00	6	422	
従来被覆超硬ドリル								

【0038】

なお、この結果得られた本発明被覆超硬工具としての本発明被覆超硬チップ1～16、本発明被覆超硬エンドミル1～8、および本発明被覆超硬ドリル1～8を構成する硬質被覆層におけるTi最低含有点とTi最高含有点の組成、並びに従来被覆超硬工具としての従来被覆超硬チップ1～16、従来被覆超硬エンドミル1～8、および従来被覆超硬ドリル1～8の硬質被覆層の組成をオージェ分光分析装置を用いて測定したところ、それぞれ目標組成と実質的に同じ組成を示した。

また、これらの本発明被覆超硬工具の硬質被覆層におけるTi最低含有点とTi最高含有点間の間隔、およびこれの全体層厚、並びに従来被覆超硬工具の硬質被覆層の厚さを、走査型電子顕微鏡を用いて断面測定したところ、いずれも目標値と実質的に同じ値を示した。

【0039】

【発明の効果】

表8～12に示される結果から、硬質被覆層が層厚方向にTi最低含有点とTi最高含有点とが交互に所定間隔を置いて繰り返して存在し、かつ前記Ti最高含有点から前記Ti最低含有点、前記Ti最低含有点から前記Ti最高含有点へTi含有量が連続的に変化する成分濃度分布構造を有する本発明被覆超硬工具は、いずれも鋼や鋳鉄の切削加工を高い発熱を伴う高速で行っても、すぐれた耐摩耗性を発揮するのに対して、硬質被覆層が厚さ方向に沿って実質的に組成変化のない(Al, Ti, Zr)N層からなる従来被覆超硬工具においては、高温を伴う高速切削加工では前記層の高温硬さおよび耐熱性不足が原因で切刃の摩耗進行が速く、比較的短時間で使用寿命に至ることが明らかである。

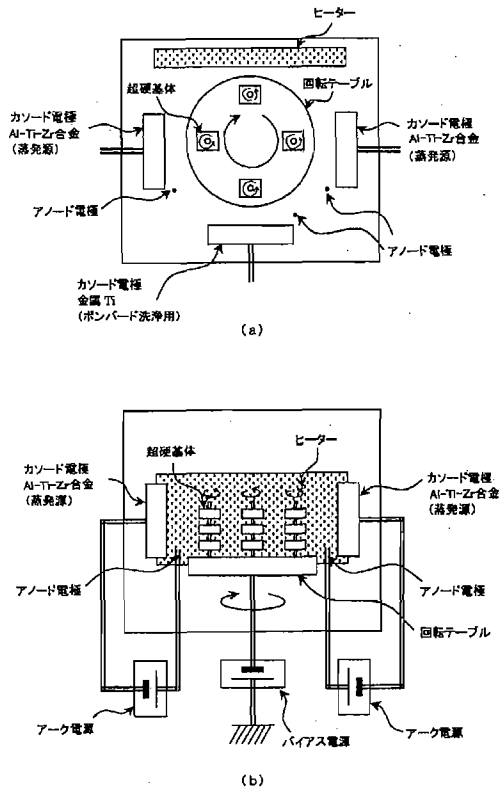
上述のように、この発明の被覆超硬工具は、特に各種の鋼や鋳鉄などの高速切削加工でもすぐれた耐摩耗性を発揮し、長期に亘ってすぐれた切削性能を示すものであるから、切削加工装置の高性能化、並びに切削加工の省力化および省エネ化、さらに低コスト化に十分満足に対応できるものである。

【図面の簡単な説明】

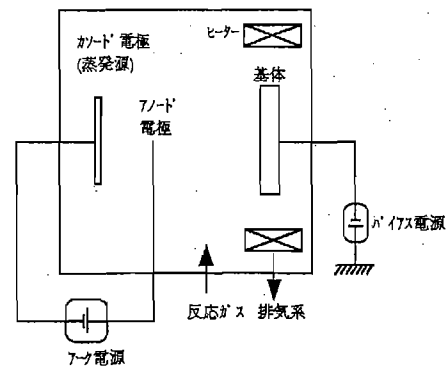
【図 1】この発明の被覆超硬工具を構成する硬質被覆層を形成するのに用いたアークイオンフレーティング装置を示し、(a)は概略平面図、(b)は概略正面図である。

【図 2】従来被覆超硬工具を構成する硬質被覆層を形成するのに用いた通常のアークイオンフレーティング装置の概略説明図である。

【図 1】



【図 2】



フロントページの続き

(72)発明者 中村 恵滋

茨城県那珂郡那珂町向山 1 0 0 2 - 1 4 三菱マテリアル株式会社総合研究所那珂研究センター内
Fターム(参考) 3C037 CC01 CC04 CC09 CC11
3C046 FF03 FF05 FF10 FF11 FF13 FF19 FF25
4K029 AA02 AA04 BA17 BA58 BB00 BC02 BD05 CA04 DD06 JA02